

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平9-268349

(43)公開日 平成9年(1997)10月14日

(51)Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	序内整理番号	F I	技術表示箇所
C 22 C 38/00	3 0 2		C 22 C 38/00	3 0 2 Z
C 21 D 6/00	1 0 2		C 21 D 6/00	1 0 2 J
	8/00	9270-4K	8/00	E
C 22 C 38/44			C 22 C 38/44	

審査請求 未請求 請求項の数3 FD (全12頁)

(21)出願番号	特願平8-127697	(71)出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(22)出願日	平成8年(1996)4月25日	(72)発明者	重里 元一 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内
(31)優先権主張番号	特願平8-33149	(72)発明者	朝日 均 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内
(32)優先日	平8(1996)1月29日	(72)発明者	原 卓也 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内
(33)優先権主張国	日本 (J P)	(74)代理人	弁理士 吉島 寧 (外1名) 最終頁に続く

(54)【発明の名称】 耐硫化物応力割れ性に優れたマルテンサイト系ステンレス鋼

(57)【要約】 (修正有)

【課題】 耐硫化物応力腐食割れ性に優れ、かつ廉価なマルテンサイト系ステンレス鋼。

【解決手段】 重量%で、C:0.005~0.05、Si:0.05~0.5、Mn:0.1~1.0、P:<0.025、S:<0.015、Cr:10~15、Ni:3.0~6.0、Mo:0.5~3、Al:0.005~0.2、N:0.005~0.1を含有し、残部がFe及び不可避的不純物からなる、焼き戻しマルテンサイト相と $\gamma$ 相が混在し、かつ $\gamma$ 相の体積分率が20%以上である、耐硫化物応力腐食割れ性に優れたマルテンサイト系ステンレス鋼。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 耐硫化物応力割れ性に優れたマルテンサイト系ステンレス鋼において重量%で、  
 C : 0.005~0.05%、  
 Si : 0.05~0.5%、  
 Mn : 0.1~1.0%、  
 P : <0.025%、  
 S : <0.015%、  
 Cr : 10~15%、  
 Ni : 3.0~6.0%、  
 Cu : 0.5~3%、  
 Mo : 0.5~3%、  
 Al : 0.005~0.2%、  
 N : 0.005~0.1%、を含有するかあるいは上記成分においてCuを添加しない成分で残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼において、焼き戻しマルテンサイト相と $\alpha$ 相が混在し、かつ $\alpha$ 相の体積分率が20%以上であることを特徴とする耐硫化物応力腐食割れ性に優れたマルテンサイト系ステンレス鋼。

【請求項2】 Ca、Mg、REMの1種または2種以上をそれぞれ0.001~0.3%含有することを特徴とする請求項1記載の耐硫化物応力腐食割れ性に優れたマルテンサイト系ステンレス鋼。

【請求項3】 請求項1あるいは請求項2記載の鋼を熱間加工し室温まで自然放冷した後、 $A_{C_1}$ 点、10°C以上から40°C以下の温度に加熱しその温度で30~60分間保持した後、Ms点以下の温度まで冷却し、続いて $A_{C_1}$ 点以下の温度で焼き戻し処理を行うことを特徴とする耐硫化物応力腐食割れ性に優れたマルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、耐硫化物応力腐食割れ性に優れたマルテンサイト系ステンレス鋼及びその製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】石油または天然ガスを採取するための井戸の環境は近年ますます過酷なものとなっており、採掘深さの増大に加えて温潤な炭酸ガス(CO<sub>2</sub>)や硫化水素(H<sub>2</sub>S)を含む井戸が多くなってきている。この様な環境で使用する油井管は優れた耐食性が要求される。

【0003】SUS420J1鋼は耐炭酸ガス腐食性に優れているので、CO<sub>2</sub>を多く含む環境で使用する油井管に用いられる。しかし、120°C以上の温度になるとSUS420J1鋼も腐食する。また、温潤なH<sub>2</sub>Sを含む環境では硫化物応力腐食割れを起こすことがある。このため、120°C以上の高温環境中や0.001atm以上のH<sub>2</sub>Sを含む環境ではCrを22~25%含む2相ステンレス鋼が用いられる。しかしながら、2相ステンレス鋼は高価であるため、耐炭酸ガス腐食性を維持

しながら、廉価でかつ耐硫化物応力腐食割れ性に優れた材料の開発が望まれている。

【0004】この様なニーズに対応すべく、従来、幾つかの鋼種が開発された。例えば「材料とプロセス、vo 1.4(1991)-801」に見られる様に、0.02C-0.13Si-0.46Mn-4.96Ni-12.89Cr-2.0Moの成分系の鋼では、S420J1鋼の割れ発生限界H<sub>2</sub>S分圧0.003atmに対し0.03atm程度まで改善されることが述べられている。しかしながら、割れ発生限界H<sub>2</sub>S分圧が0.03atmではまだ不十分であり、必ずしも上記の市場ニーズを満足させるものではなかった。

## 【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、耐硫化物応力腐食割れ性に優れ、かつ廉価なマルテンサイト系ステンレス鋼を提供することを目的とする。

## 【0006】

【課題を解決するための手段】本発明は、重量%で、C : 0.005~0.05%、Si : 0.05~0.5%、Mn : 0.1~1.0%、P : <0.025%、S : <0.015%、Cr : 10~15%、Ni : 3.0~6.0%、Cu : 0.5~3%、Mo : 0.5~3%、Al : 0.005~0.2%、N : 0.005~0.1%、を含有するかあるいは上記成分においてCuを添加しない成分で、必要によってはCa、Mg、REMの1種または2種以上をそれぞれ0.001~0.3%含有して残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼において、焼き戻しマルテンサイト相と $\alpha$ 相が混在し、かつ $\alpha$ 相の体積分率が20%以上であることを特徴とする耐炭酸ガス腐食性及び耐硫化物応力腐食割れ性に優れたマルテンサイト系ステンレス鋼、及び上記鋼を熱間加工し室温まで自然放冷した後、 $A_{C_1}$ 点、10°C以上から40°C以下の温度に加熱しその温度で30~60分間保持した後、Ms点以下の温度まで冷却し、続いて $A_{C_1}$ 点以下の温度で焼き戻し処理を行うことを特徴とする耐硫化物応力腐食割れ性に優れたマルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法を要旨とする。

## 【0007】

【作用】本発明者らは、マルテンサイト系ステンレス鋼において、熱処理によってその金属組織を制御することで耐硫化物応力腐食割れ性が飛躍的に向上することを見いだし本発明を完成した。以下、本発明について詳細に説明する。まず成分限定理由について述べる。

【0008】C : Cはマルテンサイト系ステンレス鋼の必須元素であって、0.005%未満では熱間加工温度域である900~1250°Cで $\delta$ フェライト相が発生し、焼き入れ後の組織をマルテンサイト単相にすることはできないうえ、熱間加工性が悪くなる。また、0.05%以上添加すると、Cr炭化物が多量に析出し耐炭酸ガス腐食性が劣化する。このため、C含有量は0.00

5~0.05%とした。

【0009】Si : Siは脱酸のために必要な元素であるが、0.05未満では脱酸の効果が十分でなく、0.5%以上では衝撃韌性を低下させることから、含有量範囲を0.05~0.5%とした。

【0010】Mn : 熱間加工性に悪影響をもたらすSを固定する効果があり有効な元素であるが、1.0%以上添加すると耐硫化物応力腐食割れ性に有害であるため、0.1~1.0%とした。

【0011】P : Pは熱間加工性に悪影響をもたらすうえ、耐硫化物応力腐食割れ性にも悪影響を及ぼす元素であることから、できるだけ低レベルが望ましい。ただし、0.025%以下であれば実用上問題ないことからその上限を0.025%とした。

【0012】S : Sは熱間加工性、耐食性に悪影響を及ぼす元素であることから、できるだけ低レベルが望ましい。ただし、0.015%以下であれば実用上問題ないことからその上限を0.015%とした。

【0013】Cr : Crは耐食性に必須の元素であり、1.0%未満では耐食性が十分でなく、一方、1.5%を越えて添加すると熱間加工時に $\delta$ フェライト相が発生し、焼き入れ後の組織をマルテンサイト単相にすることができないうえ熱間加工性が悪くなるため含有量範囲を1.0~1.5%とした。

【0014】Ni : Niは強力なオーステナイト安定化元素であり熱間加工時の $\delta$ 相の発生を抑えるうえ、焼鈍中に生じた $\gamma$ 相を安定化させる。熱処理後の $\gamma$ 相の量を20%以上に保つには3.0%以上のNiが必要である。しかし、6.0%を越えて添加するとその効果が飽和するとともにコストが上昇するので、含有量範囲を3.0~6.0%とした。

【0015】Cu : Cuは耐炭酸ガス腐食性を向上させる。しかし、添加量が増加するとともにコストが上昇するので、適正含有量範囲を0.5~3%とした。但し耐炭酸ガス腐食性が特に必要とされない場合は添加しなくても良い。

【0016】Mo : Moは耐炭酸ガス腐食性、耐硫化物応力腐食割れ性を向上させる。0.5%未満ではその効果が十分でなく、3%を越えて添加すると熱間加工時に $\delta$ 相が発生するので、含有量範囲を0.5~3%とした。

【0017】Al : Alは脱酸のために必要な元素であるが、0.005未満では脱酸の効果が十分でなく、0.2%を越えて添加すると粗大な酸化物系介在物が鋼中に残存して韌性を低下させてるので、含有量範囲を0.005~0.2%とした。

【0018】N : Nはオーステナイト安定化元素であり熱間加工時の $\delta$ 相の発生を抑えるうえ、炭酸ガス環境下での全面腐食の抑制に有効な元素である。0.005未満ではその効果が十分でない。一方、0.1%を越えて

添加すると衝撃韌性を低下させるので、含有量範囲を0.005~0.1%とした。

【0019】Ca, Mg, REM : これらはいずれもSによる熱間加工性低下を抑制するものであり、0.001%未満ではその効果が十分でなく、0.3%を越えて添加するとその効果が飽和するので、含有量範囲を0.001~0.3%とした。

【0020】さらに本発明における金属組織の限定理由について述べる。従来のマルテンサイト系ステンレス鋼では、鋼の最終的な組織は焼き戻しマルテンサイト均一組織である。ところが、本発明者らは、マルテンサイト系ステンレス鋼において $\gamma$ 相が一定量以上存在すると耐硫化物応力腐食割れ性が著しく改善されることを見いたしました。

【0021】本発明者らはこの原因を次のように推測している。すなわち、 $\gamma$ 相はマルテンサイト相に比べて水素の固容量が多いため鋼中に侵入してきた水素のトラップサイトとなり、硫化物応力腐食割れを防ぐことが出来る。さらに、 $\gamma$ 相は焼き戻しマルテンサイトよりも強度が低いため $\gamma$ 相が存在することによって鋼の強度が低下し、耐硫化物応力腐食割れ性が改善されるものと思われる。

【0022】一般に耐硫化物応力腐食割れ性は鋼強度に強く依存し、高強度材ほど硫化物割れに対する感受性が強い。従って、強度を低下させることは耐硫化物応力腐食割れ性の改善に有効である。この様に、 $\gamma$ 相は耐硫化物応力腐食割れ性を改善する効果があるが、 $\gamma$ 相分率が20%未満ではその効果が十分でない。前記の市場ニーズに応えるには割れ発生限界H<sub>2</sub>S分圧を0.3atm程度まで向上させる必要があり、そのためには $\gamma$ 相は体積分率で20%以上必要があるので、 $\gamma$ 相の体積分率の範囲を20%以上とした。

【0023】また、本発明者らは上記の成分系の鋼において $\gamma$ 相を体積分率で20%以上含むマルテンサイト系ステンレス鋼を得るための手段を次のように見いだした。すなわち、図1に示した従来のマルテンサイト系ステンレス鋼油井管の製造方法では鋼の最終的な組織は焼き戻しマルテンサイト均一組織であるが、図2に示した様に従来の製造方法におけるA<sub>c1</sub>点以下の温度での焼き戻し処理の前に、A<sub>c1</sub>点、10°C以上から40°C以下以下の温度に加熱し、その温度で30~60分間保持した後、M<sub>s</sub>点以下の温度まで冷却する熱処理工程(二相域焼鈍)を挿入することによって、最終的な鋼の組織が焼き戻しマルテンサイト相と $\gamma$ 相が混在し、かつ $\gamma$ 相の体積分率が20%以上である組織となる。

【0024】二相域焼鈍の温度をA<sub>c1</sub>点、10°C以上から40°C以下に限定した理由は次の通りである。二相域焼鈍の温度が(A<sub>c1</sub>+10°C)未満の場合、二相域焼鈍中に発生する $\gamma$ 相の量は20%に達しない。一方、二相域焼鈍の温度が高くなると二相域焼鈍中に発生する

$\alpha$ 相の量は多くなるが、発生する $\gamma$ 相の量が増えるにつれて $\gamma$ 相中の化学成分濃度が低くなり $\gamma$ 相が不安定となり、発生した $\gamma$ 相の一部が冷却中にマルテンサイト変態を起こす。マルテンサイト変態を起こしてなお且つ20%以上の $\gamma$ 相が残存する温度の上限が( $A_{C_1} + 40^{\circ}\text{C}$ )である。

【0025】二相域焼鈍の温度を変化させた場合の二相域焼鈍中及び冷却後の $\gamma$ 相の量を調べた結果を図3に示す。約( $A_{C_1} + 40^{\circ}\text{C}$ )以上の温度で生成した $\gamma$ 相は不安定であり、一部がマルテンサイト変態を起こしていることがわかる。 $\gamma$ 相の量は二相域焼鈍後に行う $A_{C_1}$ 点以下の温度での焼き戻し処理によってほとんど変化しないので、二相域焼鈍を行い冷却した後の $\gamma$ 相の量が最終的な $\gamma$ 相の量となる。以上の知見をもとに二相域焼鈍の温度を $A_{C_1}$ 点、 $10^{\circ}\text{C}$ 以上から $40^{\circ}\text{C}$ 以下とした。

【0026】また、 $\gamma$ 相の量は二相域温度での保持時間によっても変化する。図4及び図5は二相域温度での保持時間を変化させた場合の二相域焼鈍中及び冷却後の $\gamma$ 相の量を調べた結果である。図4は二相域焼鈍の温度が( $A_{C_1} + 10^{\circ}\text{C}$ )時の結果であり、図5は二相域焼鈍の温度が( $A_{C_1} + 40^{\circ}\text{C}$ )時の結果である。二相域焼鈍の温度に関わらず保持時間が30分未満では二相域焼鈍中に発生する $\gamma$ 相の量が20%に達しない。この原因は次のように考えられる。すなわち、図6に示したように発生した $\gamma$ 相中にはNiが多量に固溶しており、 $\gamma$ 相の生成にはNiの拡散を必要とする。

【0027】Niの拡散速度は非常に遅いために、保持時間が30分未満では平衡状態に達せず $\gamma$ 相分率が20%未満となる。一方、保持時間が60分を超えると二相域焼鈍中に発生する $\gamma$ 相の量は多くなるが、冷却中にマルテンサイト変態を起こすので冷却後の $\gamma$ 相の量は20%未満となる。この原因は次のように考えられる。すなわち、図6に示したように二相域温度での保持時間が30分の鋼では、 $\gamma$ 相の粒の大きさは約 $0.2\mu\text{m}$ である。このような小さな $\gamma$ 相は非常に安定であり、冷却中にマルテンサイト変態を起こさない。ところが、二相域温度での保持時間が長くなるにつれて $\gamma$ 相の粒は大きくなるため不安定となり、冷却中にマルテンサイト変態を起こす。以上の知見をもとに、二相域温度での保持時間は30~60分とした。

#### 【0028】

##### 【実施例】

###### 実施例1

表1に示す化学組成の鋼を溶製し供試材とした。この鋼の $A_{C_1}$ 点を測定すると $635^{\circ}\text{C}$ であった。供試材を熱

間圧延により厚さ12mmの鋼板とした後、室温まで空冷した。熱間加工終了時の温度は $900^{\circ}\text{C}$ であった。その後、表2に示した条件で熱処理を施した。この様にして得られた鋼の $\gamma$ 相分率、及び降伏強度を測定した結果を表2に示した。 $\gamma$ 相分率はX線回折強度の測定により求めた。また、降伏強度の測定はA2号引っ張り試験片を用いて行った。

【0029】さらに、上記の鋼から平滑丸棒引っ張り試験片(平行部直径6.4mm、平行部長さ25mm)を採取し、応力を附加した状態で720時間試験溶液に浸漬し、硫化物応力腐食割れ発生の有無を調べた。附加応力は90%降伏強度とした。試験溶液はNaClを濃度5%で含有し1Mの酢酸と1Mの酢酸ナトリウムを混合してpHを3.5に調整した $25^{\circ}\text{C}$ の溶液に0.01~0.3atmの分圧で $\text{H}_2\text{S}$ ガスを飽和させたものを用いた。割れ発生の有無を表3に示す。

【0030】No.1~9は本発明鋼であり、No.1~2は比較鋼である。本発明鋼はいずれも $\gamma$ 相分率が20%以上であり、比較鋼は20%未満である。また、比較鋼の降伏強度が $70\text{kg/mm}^2 \sim 80\text{kg/mm}^2$ であるのに対して、本発明鋼はいずれも $70\text{kg/mm}^2$ 以下であり、強度が低くなっていることがわかる。本発明鋼は $\text{H}_2\text{S}$ 分圧1atmの環境下でも割れが発生しないことがわかる。 $\text{H}_2\text{S}$ 分圧0.3atmの環境下では、比較鋼はすべて割れが発生している。以上のことから、 $\gamma$ 相分率が20%以上である本発明鋼は $\gamma$ 相分率が20%未満である比較鋼に比べて遙かに耐硫化物応力腐食割れ性に優れていることがわかる。

##### 【0031】実施例2

表4に示すA~Gの化学組成の鋼を溶製し供試材とした。これらの鋼A~Gを表5にある条件で熱処理を施し、 $\gamma$ 相分率の異なる鋼とした。これらの鋼を用いて、実施例1と同じ条件で硫化物応力腐食割れ発生の有無を調べた。表6にその結果を示す。

【0032】No.1~8は本発明鋼であり、No.9~17は比較鋼である。本発明鋼は $\text{H}_2\text{S}$ 分圧0.3atmの環境下でも割れが発生しないことがわかる。 $\text{H}_2\text{S}$ 分圧0.3atmの環境下では、比較鋼はすべて割れが発生している。以上のことから、 $\gamma$ 相分率が20%以上である本発明鋼は $\gamma$ 相分率が20%未満である比較鋼に比べて遙かに耐硫化物応力腐食割れ性に優れていることがわかる。

##### 【0033】

###### 【表1】

(wt %)

C	S i	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
0.03	0.26	0.46	0.016	0.001	12.7	4.54	1.51

Mo	A l	N
1.43	0.042	0.0412

【0034】

【表2A】

	No.	2相焼鈍	焼き戻し処理	0.2%Y <sub>s</sub> (kg/mm <sup>2</sup> )	τ相分率 (%)
本発明	1	645°C×30分、水冷	620°C×30分、空冷	69.9	20.1
	2	645°C×50分、水冷	620°C×30分、空冷	66.8	27.6
	3	660°C×30分、水冷	620°C×30分、空冷	68.6	23.9
	4	660°C×40分、水冷	620°C×30分、空冷	65.1	28.9
	5	660°C×50分、水冷	620°C×30分、空冷	69.0	21.1
	6	675°C×30分、水冷	600°C×30分、空冷	68.2	27.5
	7	660°C×30分、空冷	620°C×30分、空冷	68.7	22.8
	8	660°C×30分、空冷	630°C×30分、空冷	65.0	22.9
	9	660°C×50分、空冷	620°C×30分、空冷	69.4	20.7

【0035】

【表2B】

	No.	2相焼鈍	焼き戻し処理	0.2%Y <sub>s</sub> (kg/mm <sup>2</sup> )	τ相分率 (%)
比較例	1 0	645°C×60分、水冷	620°C×30分、空冷	72.3	19.3
	1 1	660°C×20分、水冷	620°C×30分、空冷	75.1	19.0
	1 2	660°C×60分、水冷	620°C×30分、空冷	75.2	18.7
	1 3	640°C×20分、水冷	620°C×30分、空冷	80.1	10.9
	1 4	640°C×40分、水冷	620°C×30分、空冷	77.6	15.4
	1 5	640°C×60分、水冷	620°C×30分、空冷	77.4	16.9
	1 6	680°C×20分、水冷	620°C×30分、空冷	79.1	12.3
	1 7	680°C×40分、水冷	620°C×30分、空冷	81.9	10.5
	1 8	680°C×40分、空冷	620°C×30分、空冷	82.0	9.8
	1 9	700°C×20分、水冷	620°C×30分、空冷	81.9	8.7
	2 0	700°C×40分、水冷	620°C×30分、空冷	83.2	9.0
	2 1	700°C×40分、水冷	600°C×30分、空冷	85.9	8.7
	2 2	なし	620°C×30分、空冷	85.9	0.86

【0036】

【表3】

	No.	0.01atmH <sub>2</sub> S	0.1atmH <sub>2</sub> S	0.3atmH <sub>2</sub> S
本発明	1	○	○	○
	2	○	○	○
	3	○	○	○
	4	○	○	○
	5	○	○	○
	6	○	○	○
	7	○	○	○
	8	○	○	○
比較例	9	○	○	●
	10	○	●	●
	11	○	●	●
	12	●	●	●
	13	○	●	●
	14	○	●	●
	15	●	●	●
	16	●	●	●
	17	●	●	●
	18	●	●	●
	19	●	●	●
	20	●	●	●
	21	●	●	●
	22	●	●	●

(○:割れなし, ●:割れあり)

【0037】

【表4】

(wt %)

No.	C	S i	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
A	0.005	0.32	0.39	0.021	0.001	12.3	4.02	1.67
B	0.024	0.28	0.37	0.020	0.001	12.1	3.98	2.98
C	0.032	0.23	0.35	0.021	0.001	12.9	3.55	1.07
D	0.049	0.25	0.10	0.022	0.001	14.9	5.90	1.50
E	0.026	0.10	0.36	0.020	0.001	13.1	3.90	1.49
F	0.030	0.44	0.92	0.024	0.001	13.0	3.02	1.47
G	0.015	0.31	0.41	0.018	0.001	13.9	3.78	1.51
H	0.041	0.30	0.35	0.019	0.001	10.1	3.83	1.55
I	0.028	0.30	0.34	0.018	0.005	13.1	3.91	0.00

No.	Mo	A 1	N
A	1.58	0.036	0.0352
B	1.50	0.034	0.0402
C	1.51	0.031	0.0442
D	2.97	0.010	0.0926
E	1.05	0.024	0.0356
F	1.46	0.042	0.0059
G	1.49	0.144	0.0403
H	2.01	0.046	0.0498
I	1.08	0.142	0.0335

【0038】

【表5】

	No.	鋼種	2相域焼鈍	焼き戻し処理	$\gamma$ 相分率(%)
本発明	1	A	630°C×40分、水冷	600°C×30分、空冷	27.1
	2	B	640°C×40分、水冷	600°C×30分、空冷	24.6
	3	C	660°C×40分、水冷	630°C×30分、空冷	28.9
	4	D	600°C×40分、水冷	560°C×30分、空冷	25.9
	5	E	640°C×30分、水冷	620°C×30分、空冷	21.1
	6	F	675°C×30分、水冷	600°C×30分、空冷	26.5
	7	G	660°C×30分、空冷	620°C×30分、空冷	26.8
	8	H	640°C×30分、空冷	630°C×30分、空冷	22.9
	9	I	640°C×30分、水冷	620°C×30分、空冷	21.3
比較例	10	A	660°C×40分、空冷	620°C×30分、空冷	15.7
	11	A	なし	620°C×30分、空冷	1.4
	12	B	660°C×40分、水冷	620°C×30分、空冷	19.3
	13	C	640°C×40分、水冷	620°C×30分、空冷	17.0
	14	D	660°C×40分、水冷	620°C×30分、空冷	10.7
	15	E	660°C×30分、水冷	620°C×30分、空冷	15.9
	16	F	655°C×30分、水冷	620°C×30分、空冷	15.4
	17	G	660°C×60分、水冷	620°C×30分、空冷	16.9
	18	H	640°C×20分、水冷	620°C×30分、空冷	14.3
	19	I	640°C×30分、水冷	620°C×30分、空冷	13.8

【0039】

【表6】

	No.	0.01atmH <sub>2</sub> S	0.1atmH <sub>2</sub> S	0.3atmH <sub>2</sub> S
本発明	1	○	○	○
	2	○	○	○
	3	○	○	○
	4	○	○	○
	5	○	○	○
	6	○	○	○
	7	○	○	○
	8	○	○	○
	9	○	○	○
比較例	10	○	●	●
	11	●	●	●
	12	○	○	●
	13	○	○	●
	14	●	●	●
	15	○	●	●
	16	○	●	●
	17	○	●	●
	18	○	●	●
	19	○	●	●

(○:割れなし、●:割れあり)

## 【0040】

【発明の効果】本発明のステンレス鋼は、2相ステンレス鋼に比べて廉価であり、かつ耐硫化物応力腐食割れ性に優れている。そのため、湿潤な硫化水素ガスを含む環境下で使用される油井管用ステンレス鋼を安価に提供することができる。

## 【図面の簡単な説明】

【図1】従来のマルテンサイト系ステンレス鋼の熱処理工程を示す模式図。

【図2】本発明鋼を得るための熱処理工程を示す模式図。

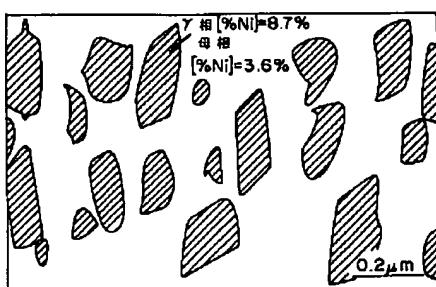
【図3】二相域焼鈍の温度と二相域焼鈍中及び冷却後のγ相の量の関係を示すグラフ。

【図4】二相域温度(Ac<sub>1</sub>+10°C)での保持時間と二相域焼鈍中及び冷却後のγ相の量の関係を示すグラフ。

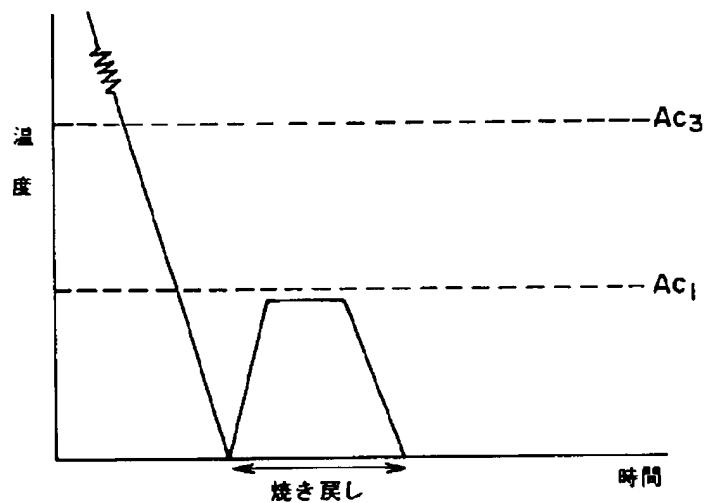
【図5】二相域温度(Ac<sub>1</sub>+40°C)での保持時間と二相域焼鈍中及び冷却後のγ相の量の関係を示すグラフ。

【図6】660°Cで30分間の二相域焼鈍を施した鋼におけるγ相の形態とγ相中のNi濃度を示す透過型電子顕微鏡像の写生図。

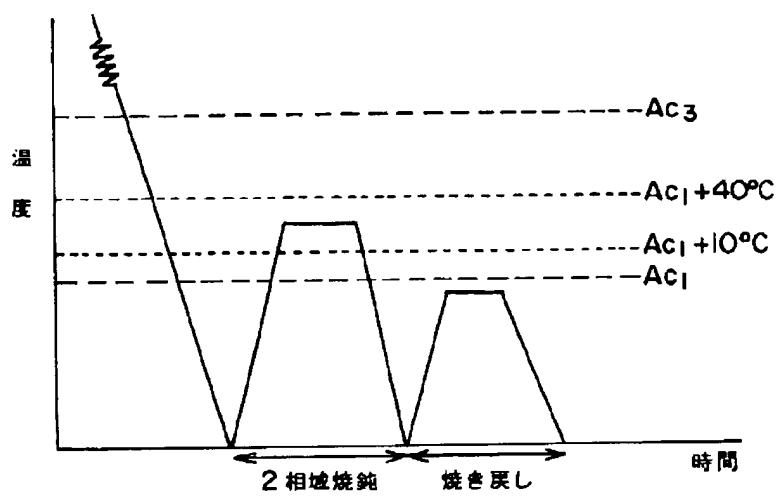
【図6】



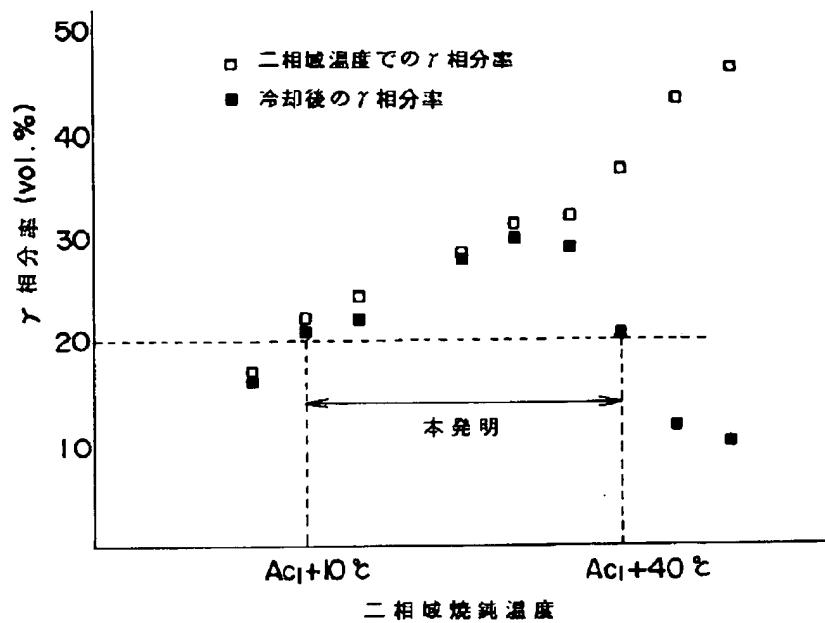
【図1】



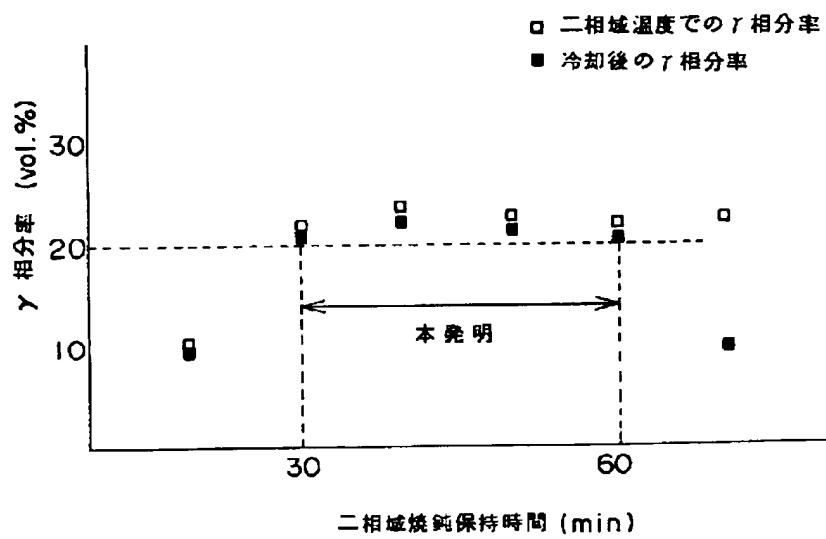
【図2】



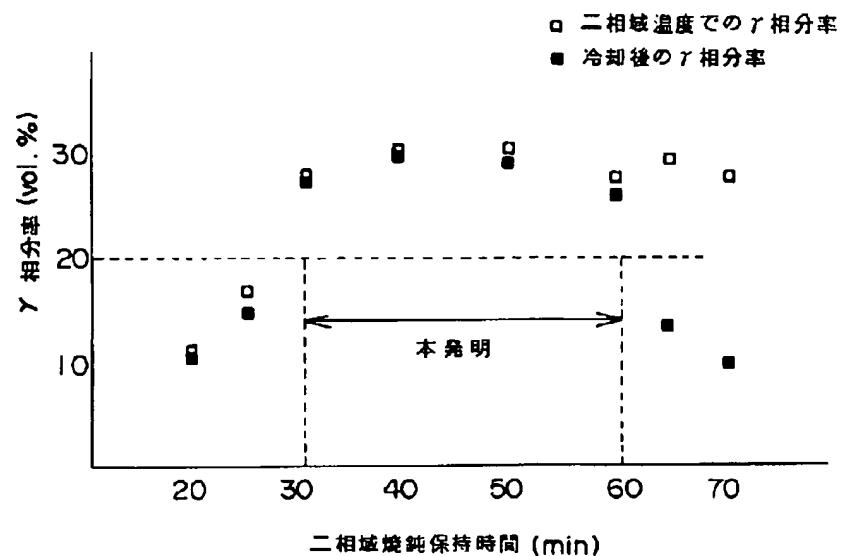
【図3】



【図4】



【図5】



---

フロントページの続き

(72)発明者 杉山 昌章  
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内